

УДК: 621.891

КІНЕТИКА РУЙНУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО ЕЛЕКТРОЛІТИЧНОГО ПОКРИТТЯ НА СТАЛІ 12Х18Н10Т ПРИ ТЕРТІ КОВЗАННЯ

д.т.н., проф. М.В. Кіндрачук¹, д.т.н., проф. Р.Г. Мнацаканов², здобувач І.А. Гуменюк²,
к.т.н., доцент Стебелецька Н.М.³

¹Національний авіаційний університет, Механіко-енергетичний факультет, кафедра машинознавства

²Національний авіаційний університет, кафедра організації авіаційних робіт і послуг

³ВПНУБіП України «Бережанський агротехнічний інститут»

E-mail: nau12@ukr.net

Проведено дослідження процесу зношування КЕП на нікелевій основі при терті ковзання без мастила в залежності від розміру карбідної фази TiC та дифузійного хромування, виходячи з уявлень про перетворення енергії пластичної деформації в зоні контакту в енергію дислокацій в зоні тертя, що веде до викришування твердої фази.

Вступ. Одним із напрямків вирішення триботехнічних задач є формування покриттів на деталях машин, нанесенням різними методами та іншими технологіями їх зміцнення. Активно розвивається напрям створення захисних структур триботехнічного призначення – композиційні електролітичні покриття (КЕП), які одержують із суспензій, що являють собою електроліти з додаванням визначеної кількості високодисперсного порошку твердої фази. Такі покриття є доцільними в першу чергу на сталях групи Х18Н10Т, які є достатньо корозійностійкими, але мають низьку зносостійкість, що обмежує їх застосування в техніці у якості конструкційних матеріалів. Осадження КЕП на нікелевій основі на поверхню таких сталей зберігає їх корозійну стійкість та підвищує зносостійкість, крім цього такі покриття можна суттєво зміцнювати [1,2]

Отже, доцільним є дослідити вплив хіміко-термічної обробки електролітичних осаджень на їх зносостійкість в залежності від фазового складу, вмісту твердої фази та її дисперсності.

Методика досліджень та обговорення їх результатів. Композиційні електролітичні покриття одержували шляхом сумісного осадження із електроліту нікелю і зміцнюючої фази TiC різної дисперсності на зразки розміром 10х10х5 мм. Зразки отримані у ванні РН 3-4, густині струму 10 А/дм² при температурі 25°C.

Випробування на зносостійкість в умовах тертя без мащення проводилось на установці М-22М при швидкості ковзання 0,5 м/с та навантаженні 20Н. Схема спряження – вал-площина і шлях тертя складав 1 км.

Досліджувався композит Ni-TiC з різними фракціями TiC від 5 до 100 мкм. Дифузійне хромування проводилось із суміші порошків складу: 65%Сг, 25%Аl₂О₃, 1,5% NH₄Cl при температурі 1100 °С протягом 3-5 годин в металевих контейнерах з плавким затвором.

Металографічними дослідженнями встановлено достатньо рівномірне розташування частинок наповнювача в КЕП, проте після дифузійного хромування поверхневий шар покриття збіднений частинками TiC, а на глибині його карбідна фаза дещо коагулювалась, але залишилась досить рівномірно розподіленою по площині мікроструктури, що суттєво не змінило структури по глибині шару, крім поверхневої, яка зазнала легування хромом. Особливістю є те, що сформувалась дифузійна зона на границі покриття-основа, яка і забезпечує підвищену міцність зчеплення КЕП.

На рис. 1 наведена залежність зносостійкості КЕП з різною фракцією TiC, але однаковим об'ємним наповнення в осаді рівним 25% об'ємних після його дифузійного хромування при 1100°C протягом 3-х годин. Випробування проводились в режимі ковзання при різних навантаженнях та довжині шляху тертя.

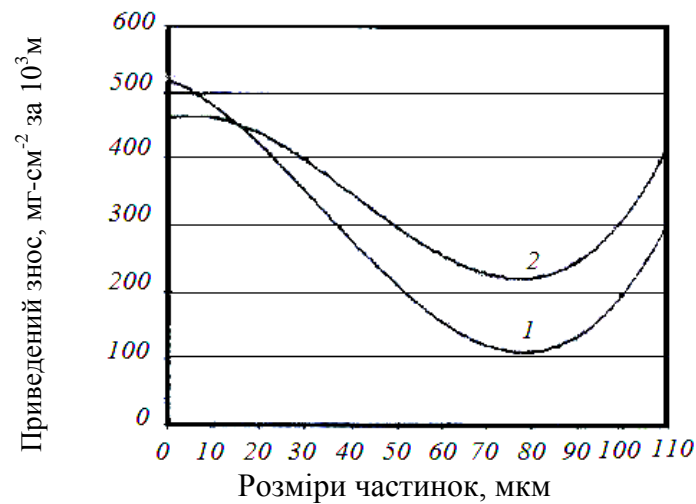


Рис. 1. Залежність зносостійкості КЕП системи Ni-TiC після дифузійного хромування при навантаженні 10Н (1) і (2).

Встановлено, що характер залежності зносостійкості від величини, частинок наповнювача відрізняється лише тим, що зниження зносостійкості КЕП без ХТО починається від величини карбідного включення приблизно 50 мкм, а після його хромування від 70 мкм при навантаженні 20 Н і 80 мкм при навантаженні 10 Н. Це пояснюється тим, що у першому випадку випробування на зносостійкість проводились на зразках, які не піддавались хіміко-термічній обробці, а у другому випадку – зразки пройшли дифузійне хромування. Отже, у першому випадку сили зчеплення частинок карбідної фази є дещо меншими, ніж сили їх зчеплення в матриці, яка пройшла дифузійне хромування, бо в обох випадках присутні сили пружності, а відповідно енергія пластичної деформації є різною.

На рис. 2 представлена схема площини тертя з розташуванням в одній із них твердої фази. Під дією сил тертя окремі частинки опиняються на вершині зубців нерівності і в матриці їх утримує енергія взаємодії, яка залежить як від природи матеріалу, так і величини частинок.

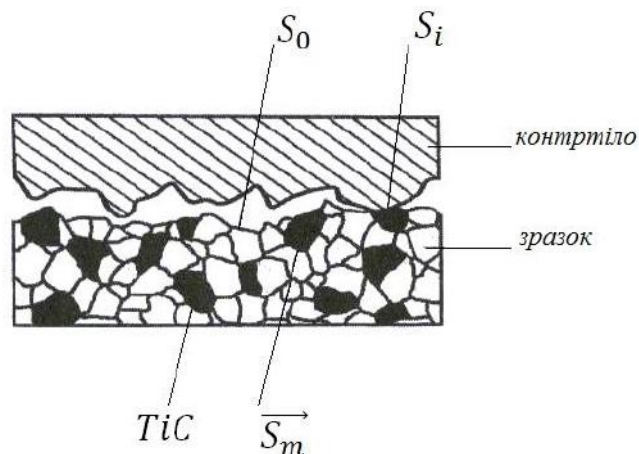


Рис.2. Схема розташування частинок TiC у поверхневому шарі КЕП.

Сили тертя обумовлюють пластичну деформацію, відсутність якої в зоні контакту приводить в ній до накопичення пружних деформації і супроводжується розсіюванням частини енергії, затраченої роботою сил тертя. Оскільки ці процеси є термодинамічно невірноваженими, то їх можна описати з допомогою дисипативної функції:

$$T \frac{dS_i}{dt} = \vec{\Psi} = \sum \frac{dW_{\text{дис}}^i}{dt} + \vec{I}_c A_c,$$

де T – температура системи в $^{\circ}\text{K}$; $\frac{dS_i}{dt} = \frac{dS_i}{S_k dt}$ – швидкість зміни енергії системи;
 $\frac{dW^i}{dt} = \frac{dW_{\partial uc}^i}{S_k dt}$ – швидкість розсіювання енергії; S_i – площа поверхні тимчасового контакту;
 $\vec{I}_c A_c$ – потужність пливу попутних факторів.

Дисипативні функції процесів пластичної деформації та утворення вільних поверхонь взаємодії різних фаз в яких концентруються сили розсіювання енергії та зародження дефектів кристалічної структури – дислокацій, яким передують пластична деформація визначаються з таких міркувань. Дислокації накопичуються на границях фаз, що призводить до руйнування сил зв'язку між ними і, як результат – викришуванням однієї із фаз – у даному випадку йдеться про фазу TiC, яка сприяє виникненню абразивного зношування.

Для зручності введемо поняття хімічного потенціалу дислокації – робота утворення одиничної дислокації:

$$\varphi_d = \frac{\tau}{\beta}, A_d = \Delta\varphi_d = \frac{\Delta\tau}{\Delta\beta},$$

де φ_d – хімічний потенціал дислокації; τ – діючі в металах напруження; β – число дислокацій, яке припадає на одиницю деформованої речовини; A_d – утворення та переміщення дислокацій; $\Delta\varphi_d$ – різниця хімічних потенціалів для двох напружених станів матеріалу; $\Delta\tau$ – зміцнення матеріалу в процесі його пластичного деформування.

У свою чергу, робота пластичної деформації, яка призводить до виникнення дислокації, записується:

$$dW_{пл} = d\vec{D}A_d,$$

де $d\vec{D} = \frac{dD}{S_i}$ – швидкість накопичення дислокацій в системі.

Поділивши обидві частини цього рівняння на dt , отримаємо вираз для дисипативної функції пластичного деформування матеріалу:

$$\varphi_{\partial uc} = \frac{dW_{пл}}{dt} = \frac{d\vec{D}}{dt} A_d = \vec{I}_d A_d,$$

де $\vec{I}_d = \frac{d\vec{D}}{dt}$ – швидкість накопичення дислокації, віднесеної до одиниці поверхні контакту і залежить від енергії пластичної деформації в зоні контакту.

Подаючи процес руйнування в зоні тертя як відколювання частинок на границях їх об'єму за рахунок накопичення по них дислокацій, запишемо:

$$\sum \sigma_i dS_i = \sigma_m d\vec{S}_m + \sigma_0 dS_0 - \sigma_d d\vec{S}_d,$$

де σ_0 – питома поверхнева енергія в зоні контакту; $d\vec{S}_0$ – питома площа поверхні контакту

(зона пластичної деформації); σ_m – питома поверхнева енергія в процесі зміни площі

контакту dS_m ; σ_d і $d\overline{S_d}$, – питома поверхнева енергія і зміна площі поверхні дислокаційних границь.

Отже, дисипативна енергія пластичнодеформованих поверхонь контакту тертя з врахуванням швидкості зміни їх площі (швидкість тертя) приводить до виразу дисипативної функції:

$$\Psi_s = \frac{d\vec{S}_0}{dt} (-\Delta\sigma_0) + \frac{d\vec{S}_m}{dt} (-\Delta\sigma_m), \text{ де } \Delta\sigma_0 = \sigma_0 - \frac{\sigma_d^0}{2}; \Delta\sigma_m = \sigma_m - \frac{\sigma_d^0}{2};$$

Вирази $\frac{d\vec{S}_0}{dt}$ та $\frac{d\vec{S}_m}{dt}$ є показниками швидкості зміни дисипативної енергії пластичної деформації на площах контакту в процесі тертя і залежить від багатьох факторів і в першу чергу від навантаження та швидкості процесу тертя. Це знаходить підтвердження в роботах багатьох дослідників [3,4], які показали, що енергія тертя трансформується в енергію дислокацій і це призводить до крихкості поверхневих шарів і сколювання окремих фаз у зоні тертя. Вводячи у вираз дисипативної функції коефіцієнти, які характеризують фактори умов тертя (навантаження, швидкість руху, циклічність, температуру і т.п.), а також структурну будову речовини, можна ексклюзивно оцінити характер і ступінь зношування матеріалу при терті.

ВИСНОВКИ

Виходячи з отриманих результатів, знаходяться пояснення екстремальних результатів залежності зносостійкості від розмірів частинок наповнювача в КЕП, тобто, чим більший розмір частинок наповнювача, тим швидше дисипативна енергія по границі зерна перетвориться в пружну енергію, яка веде до окрихчування – втрати сил зв'язку з матрицею і, як результат, його викришування. В подальшому ці карбіди забезпечують абразивне зношування. Підвищення зносостійкості за наявності включень карбідів з величиною зерна до певних розмірів пов'язано, очевидно, із закономірностями пропрацьовування пари тертя та незруйнованими силами зв'язку зерна з матрицею із-за недостатньої кількості пружної енергії, яка забезпечує крихке відшарування карбідного зерна.

ЛІТЕРАТУРА

1. Лучка М.В. Износостойкие диффузионнолегированные композиционные покрытия / М.В. Лучка, М.В. Киндрачук, П.И. Мельник та др. – К.: Техника, 1993. – 144 с.
2. Сайфулин, Р.С. Композиционные покрытия и материалы / Р.С. Сайфулин. – М.: Химия, 1977. – 272 с.
3. Ибатуллин И.Д. Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев / И.Д. Ибатуллин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. – 387 с.
4. Федоров В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения материалов / В.В. Федоров. – Ташкент: ФАН, 1985. – 175 с.